

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-226918

(43)Date of publication of application : 15.08.2003

(51)Int.Cl. C21D 9/40  
 C21D 1/06  
 C22C 38/00  
 C22C 38/18  
 C23C 8/32  
 F16C 33/32  
 F16C 33/34  
 F16C 33/62  
 F16C 33/64

(21)Application number : 2002-194775

(71)Applicant : NTN CORP

(22)Date of filing : 03.07.2002

(72)Inventor : OKI TSUTOMU

(30)Priority

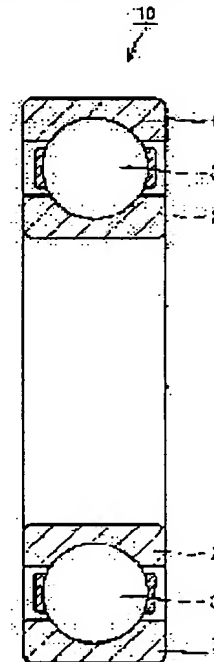
Priority number : 2001364516 Priority date : 29.11.2001 Priority country : JP

(54) BEARING PART, HEAT TREATMENT METHOD THEREFOR AND ROLL BEARING

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide bearing parts which have an elongated service life to rolling fatigue and high crack resistance, and in which the increase of the rate of dimensional changes with time is suppressed, to provide a heat treatment method therefor and a rolling bearing.

SOLUTION: Steel of bearing parts is subjected to carbo-nitriding treatment at a carbo-nitriding treatment temperature exceeding an A1 transformation point, and is thereafter cooled to a temperature less than the A1 transformation point. The steel is subsequently reheated to a quenching temperature exceeding the A1 transformation point and lower than the temperature in the carbo-nitriding treatment, and is thereafter subjected to quenching.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

07.04.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

BEST AVAILABLE COPY

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2003-226918  
(P2003-226918A)

(43) 公開日 平成15年8月15日 (2003.8.15)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テ-マコード* (参考)
C 2 1 D 9/40 1/06		C 2 1 D 9/40 1/06	A 3 J 1 0 1 A 4 K 0 2 8
C 2 2 C 38/00 38/18	3 0 1	C 2 2 C 38/00 38/18	3 0 1 N 4 K 0 4 2
C 2 3 C 8/32		C 2 3 C 8/32	

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 7 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2002-194775 (P2002-194775)  
(22) 出願日 平成14年7月3日 (2002.7.3)  
(31) 優先権主張番号 特願2001-364516 (P2001-364516)  
(32) 優先日 平成13年11月29日 (2001.11.29)  
(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000102692  
NTN株式会社  
大阪府大阪市西区京町堀1丁目3番17号  
(72) 発明者 大木 力  
三重県桑名市大字東方字尾弓田3066 エヌ  
ティエヌ株式会社内  
(74) 代理人 100064746  
弁理士 深見 久郎 (外5名)

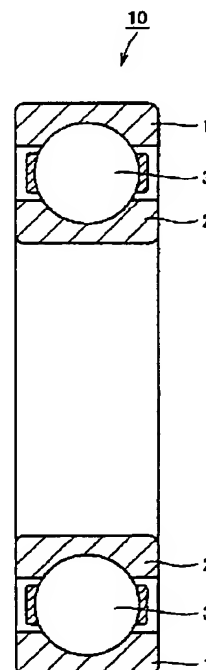
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受

(57) 【要約】

【課題】 転動疲労に対して長寿命であり、かつ高い割れ強度を有し、かつ経年寸法変化率の増大が抑制された軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受を提供する。

【解決手段】 軸受部品の鋼をA<sub>1</sub>変態点を超える浸炭窒化処理温度で浸炭窒化処理後、A<sub>1</sub>変態点未満の温度に冷却した後、A<sub>1</sub>変態点以上で浸炭窒化処理の温度未満の焼入れ温度に再加熱し、その後、焼入れを行なう。



## 【特許請求の範囲】

【請求項 1】 軸受部品の熱処理方法であって、軸受部品用の鋼を A<sub>1</sub> 変態点を越える浸炭窒化処理温度で浸炭窒化処理した後、A<sub>1</sub> 変態点未満の温度に冷却し、その後、前記 A<sub>1</sub> 変態点以上で前記浸炭窒化処理の温度未満の焼入れ温度域に再加熱し、焼入れを行なう、軸受部品の熱処理方法。

【請求項 2】 前記焼入れ温度域が 790℃～830℃の温度域である、請求項 1 に記載の軸受部品の熱処理方法。

【請求項 3】 前記請求項 1 または 2 に記載の軸受部品の熱処理方法が行われ、オーステナイト結晶粒径が平均粒径で 8 μm 以下である、軸受部品。

【請求項 4】 軸受部品用の鋼からなる軸受部品であって、浸炭窒化層を備え、焼入れ後のマイクロ組織において、そのオーステナイト結晶粒が平均粒径で 8 μm 以下である、軸受部品。

【請求項 5】 前記軸受部品の鋼が、浸炭窒化処理された表層以外の部分で、少なくとも炭素を 0.6～1.2 重量%、ケイ素を 0.15～1.1 重量%、マンガンを 0.3～1.5 重量%含む、請求項 3 または 4 に記載の軸受部品。

【請求項 6】 前記軸受部品の鋼が、さらに、2.0 重量%以下のクロムを含む、請求項 5 に記載の軸受部品。

【請求項 7】 前記軸受部品が、転がり軸受における軌道輪および転動体の少なくとも一方である、請求項 3～6 のいずれかに記載の軸受部品。

【請求項 8】 前記請求項 3～7 のいずれかの軸受部品を含む、転がり軸受。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、減速機、ドライブピニオン、トランスミッション用軸受などに用いられる軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受に関し、より具体的には、転動疲労特性が長寿命で、かつ高度の耐割れ強度や耐経年寸法変化を有する軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】軸受部品の転動疲労に対して長寿命を与える熱処理方法として、焼入れ加熱時の雰囲気 R<sub>X</sub> ガス中に、さらにアンモニアガスを添加するなどして、その軸受部品の表層部に浸炭窒化処理を施す方法がある（たとえば特開平 8-4774 号公報、特開平 11-101247 号公報）。この浸炭窒化処理を用いることにより、表層部を硬化させ、さらにマイクロ組織中に残留オーステナイトを生成させ、転動疲労寿命を向上させることができる。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記の浸炭窒化処理方法は拡散処理のため、長時間高温に保持

する必要があるため、組織が粗大化する等して割れ強度の向上を図ることは困難である。また、残留オーステナイトの増加による経年寸法変化率の増大も問題となる。

【0004】一方、転動疲労に対して長寿命を確保し、割れ強度を向上させ、経年寸法変化率の増大を防ぐには、鋼の合金設計によって行なうことが可能である。しかし合金設計によると、原材料コストが高くなるなどの問題点が発生する。

【0005】今後の軸受部品には、使用環境の高荷重化、高温化に伴い、従来よりも、大きな荷重条件でかつより高温で使用できる特性を備えることが要求される。このため、転動疲労特性が長寿命で、高度の割れ強度と寸法安定性とを有する軸受部品が必要になる。

【0006】本発明は、転動疲労に対して長寿命であり、高度の割れ強度を有し、経年寸法変化率の増大が抑制された軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受を提供することを目的とする。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】本発明の軸受部品の熱処理方法は、軸受部品の熱処理方法であって、軸受部品用の鋼を A<sub>1</sub> 変態点を越える浸炭窒化処理温度で浸炭窒化処理した後、A<sub>1</sub> 変態点未満の温度に冷却し、その後、A<sub>1</sub> 変態点以上で浸炭窒化処理の温度未満の焼入れ温度域に再加熱し、焼入れを行なう（請求項 1）。

【0008】この構成により、浸炭窒化処理後 A<sub>1</sub> 変態点未満の温度に冷却した後に最終的な焼入れを行なうので、オーステナイト粒径を細かくすることができる。この結果、シャルピー衝撃値、破壊靱性値、割れ強度、転動疲労寿命などを向上させることができる。

【0009】さらに、たとえばオーステナイトが変態する温度にまで冷却することにより、浸炭窒化処理の際のオーステナイト粒界と最終焼入れの際のオーステナイト粒界とを無関係にすることができる。さらに、最終焼入れの際の加熱温度が浸炭窒化処理時の加熱温度よりも低いので、浸炭窒化処理の効果が及ぶ表層部における未溶解セメンタイト量は浸炭窒化処理のときよりも増大する。このため最終焼入れの加熱温度において、浸炭窒化処理のときより、未溶解セメンタイト量の比率が増大し、オーステナイト量の比率が低下する。しかも、鉄-炭素 2 元状態図から、セメンタイトとオーステナイトとの共存領域において、焼入れ温度の低下にともないオーステナイトに固溶する炭素濃度も低くなる。

【0010】最終焼入れ温度に加熱したとき、オーステナイト粒の成長を妨げる未溶解セメンタイト量が多いために、オーステナイト粒は微細となる。また、焼入れによってオーステナイトからマルテンサイトやベイナイトに変態した組織は炭素濃度が低いので、浸炭窒化処理温度から焼き入れた組織に比べて靱性に富んだ組織となる。

【0011】なお、軸受部品用の鋼とは、軸受部品に通

常用いられる鋼であって、普通焼入れなどの熱処理が適用されて用いられる鋼である。

【0012】上記本発明の軸受部品の熱処理方法では、再加熱時の焼入れ温度域を、790℃～830℃の温度域とすることができる（請求項2）。

【0013】この構成により、オーステナイト結晶粒の成長が生じにくい温度に再加熱して焼入れするので、オーステナイト粒径を細かくすることができる。

【0014】本発明の軸受部品は、上記のいずれかの軸受部品の熱処理方法が行われ、オーステナイト結晶粒径を平均粒径で8μm以下とすることができる（請求項3）。

【0015】オーステナイト粒径を平均粒径で8μm以下とすることにより、転動疲労強度のみならず、シャルピー衝撃値、破壊靱性値、圧壊強度などを向上させることができる。

【0016】本発明の軸受部品は、軸受部品用の鋼からなる軸受部品であって、浸炭窒化層を備え、焼入れ後のマイクロ組織において、そのオーステナイト結晶粒が平均粒径で8μm以下である（請求項4）。

【0017】この構成により、高い転動疲労寿命を有した上で、いずれも優れた、シャルピー衝撃値、破壊靱性値、圧壊強度などを確保することができる。

【0018】本発明の軸受部品の鋼は、浸炭窒化処理された表層以外の部分で、少なくとも炭素を0.6～1.2重量%、ケイ素を0.15～1.1重量%、マンガン0.3～1.5重量%含むことができる（請求項5）。

【0019】上記の構成において、炭素が1.2重量%を超えると、球状化焼鈍を行なっても素材硬度が高いため冷間加工性を阻害し、冷間加工を行なう場合に十分な冷間加工量と、加工精度を得ることができない。また、浸炭窒化処理時に過浸炭組織になりやすく、割れ強度が低下する危険性がある。他方、炭素含有量が0.6重量%未満の場合には、所要の表面硬さと残留オーステナイト量を確保するのに長時間を必要としたり、再加熱後の焼入れで必要な内部硬さが得られにくくなる。

【0020】Si含有率が0.15～1.1重量%とするのは、Siが耐焼戻し軟化抵抗を高めて耐熱性を確保し、異物混入潤滑下での転がり疲労寿命特性を改善することができるからである。シリコン含有率が0.15重量%未満では異物混入潤滑下での転がり疲労寿命特性が改善されず、一方、1.1重量%を超えると焼きならし後の硬度を高くしすぎて冷間加工性を阻害する。

【0021】Mnは浸炭窒化層と芯部の焼入れ硬化能を確保するのに有効である。Mn含有率が0.3重量%未満では、十分な焼入れ硬化能を得ることができず、芯部において十分な強度を確保することができない。一方、Mn含有率が1.5重量%を超えると、硬化能が過大になりすぎ、焼きならし後の硬度が高くなり冷間加工性が

阻害される。また、オーステナイトを安定化しすぎて芯部の残留オーステナイト量を過大にして経年寸法変化を助長する。

【0022】なお、本発明の鋼は、言うまでもなくFeを主成分とし、上記の元素の他に不可避免の不純物を含んでいる。不可避免の不純物としては、リン（P）、硫黄（S）、窒素（N）、酸素（O）、アルミ（Al）などがある。これらの不可避免の不純物元素の量は、それぞれ0.1重量%以下である。

【0023】本発明の軸受部品の鋼は、さらに、2.0重量%以下のクロムを含むことができる（請求項6）。

【0024】上記のように、さらに、2.0重量%以下のクロムを含むことにより、表層部においてクロムの炭化物や窒化物を析出して表層部の硬度を向上しやすくなる。Cr含有率を2.0重量%以下としたのは、2.0重量%を超えると冷間加工性が著しく低下したり、2.0重量%を超えて含有しても上記表層部の硬度向上の効果が小さいからである。

【0025】本発明の軸受部品は、転がり軸受における軌道輪および転動体の少なくとも一方であるようにできる（請求項7）。

【0026】この構成により、転動疲労寿命に優れ、高い耐割れ性を有する軌道輪および／または転動体を得ることができる。

【0027】本発明の転がり軸受は、上記のいずれかの軸受部品を含むことができる（請求項8）。

【0028】この構成により、疲労寿命に対する耐久性に優れ、高い耐割れ性を有する転がり軸受を得ることができる。

【0029】

【発明の実施の形態】次に図面を用いて本発明の実施の形態について説明する。図1は、本発明の実施の形態における転がり軸受を示す概略断面図である。図1において、この転がり軸受10は、外輪1と、内輪2と、転動体3とを主に有している。図面はラジアル軸受を表しているが、玉軸受、円すいころ軸受、ころ軸受、ニードルころ軸受も同様に本発明の実施の形態の対象になる。転動体3は、外輪1と内輪2との間に配置された保持器により転動可能に支持されている。これらの外輪1、内輪2および転動体3のうち少なくともいずれか一つの部材は、浸炭窒化層を有する鋼から構成され、かつ浸炭窒化層およびその内部の鋼のオーステナイト結晶粒径が平均粒径で8μm以下である。

【0030】図2は、本発明の実施の形態における熱処理方法を説明する図であり、また、図3は、その変形例を説明する図である。図2は1次焼入れおよび2次焼入れを行なう方法を示す熱処理パターンであり、図3は焼入れ途中で材料をA1変態点温度未満に冷却し、その後、再加熱して最終的に焼入れる方法を示す熱処理パターンである。これらの図において、処理T1では鋼の素

地に炭素や窒素を拡散させまた炭素の溶け込みを十分に  
行なった後、A1変態点未満に冷却する。次に、図中の  
処理T2において、処理T1よりも低温に再加熱し、そこ  
から油焼入れを施す。

【0031】上記の熱処理を普通焼入れ、すなわち浸炭  
窒化処理に引き続いてそのまま1回焼入れするよりも、  
表層部分を浸炭窒化しつつ、割れ強度を向上させ、経年  
寸法変化率を減少することができる。上記本発明の熱処  
理方法によれば、オーステナイト結晶粒の粒径が従来の  
2分の1以下となるマイクロ組織を得ることができる。上  
記の熱処理を受けた軸受部品は、転動疲労に対して長寿  
命であり、割れ強度を向上させ、経年寸法変化率も減少  
させることができる。

【0032】

【実施例】図4は、軸受部品のマイクロ組織、とくにオー  
ステナイト粒を示す図である。図4(a)は本発明例の軸  
受部品であり、図4(b)は従来の軸受部品である。す  
なわち、上記図2に示す熱処理パターンを適用した軸受  
鋼のオーステナイト結晶粒度を図4(a)に示す。また、  
比較のため、従来の熱処理方法による軸受鋼のオー  
ステナイト結晶粒度を図4(b)に示す。また、図5  
(a)および図5(b)に、上記図4(a)および図4  
(b)を図解したオーステナイト結晶粒度を示す。これ  
らオーステナイト結晶粒度を示す組織より、従来のオー  
ステナイト粒径はJIS規格の粒度番号で10番であ  
り、また本発明による熱処理方法によれば12番の細粒  
を得ることができる。また、図4(a)の平均粒径は、  
切片法で測定した結果、 $5.6\mu\text{m}$ であった。また、焼  
入れ温度を $830^{\circ}\text{C}$ とすると、平均粒径は $8\mu\text{m}$ 程度に  
なる。

【0033】次に、下記のA材、B材およびC材につい  
て、一連の試験を行なった。熱処理用素材には、JIS  
規格SUJ2材(1.0重量% $\text{C}$ -0.25重量% $\text{Si}$ -  
0.4重量% $\text{Mn}$ -1.5重量% $\text{Cr}$ )を用い、A材  
〜C材に共通とした。

(A材：比較例)：普通焼入れのみ(浸炭窒化処理せ  
ず)。

(B材：比較例)：浸炭窒化処理後にそのまま焼き入れ  
る(従来の浸炭窒化焼入れ)。浸炭窒化処理温度 $845^{\circ}\text{C}$   
、保持時間150分間。浸炭窒化処理の雰囲気は、R  
Xガス+アンモニアガスとした。

(C材：本発明例)：図3の熱処理パターンを施した軸  
受鋼。浸炭窒化処理温度 $845^{\circ}\text{C}$ 、保持時間150分  
間。浸炭窒化処理の雰囲気は、RXガス+アンモニアガ  
スとした。最終焼入れ温度は $800^{\circ}\text{C}$ とした。

【0034】(1) 転動疲労寿命

転動疲労寿命試験の試験条件および試験装置の略図を、  
表1および図6に示す。図6(a)は転動疲労寿命試験装  
置の正面図であり、図6(b)は側面図である。駆動ロー  
ル11によって回転駆動される転動疲労寿命試験片1

は、案内ロール13に支持された(3/4)"ボール1  
3と接触し、面圧を発生させる。所定の面圧の下で、転  
動させ、転動疲労寿命試験片1に損傷が発生するまでの  
転動回数を調べる。この転動疲労寿命試験結果を表2に  
示す。

【0035】

【表1】

試験片	$\phi 12 \times L22$ 円筒試験片
試験数	10 個
相手鋼球	3/4" (19.05mm)
接触面圧	5.88GPa
負荷速度	46240cpm
潤滑油	タービン V668 強制循環給油

【0036】

【表2】

表2 試験結果

材質	寿命(負荷回数)		$L_{10}$ の比
	$L_{10}(\times 10^4 \text{ 回})$	$L_{10}(\times 10^4 \text{ 回})$	
A 材	8017	18648	1.0
B 材	24656	33974	3.1
C 材	43244	69031	5.4

【0037】表2によれば、比較例のB材は、同じく比  
較例で普通焼入れのみを施したA材の $L_{10}$ 寿命(試験片  
10個中1個が破損する寿命)の3.1倍を示し、浸炭  
窒化処理による長寿命化の効果が認められる。これに対  
して、本発明例のC材は、B材の1.74倍、またA材  
の5.4倍の長寿命を示している。この改良の主因はミ  
クロ組織の微細化によるものと考えられる。

【0038】(2) シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は、Uノッチ試験片を用いて、JIS  
Z2242に準じた方法により行なった。試験片に  
は、JISZ2202に示されたUノッチ試験片(JIS  
3号試験片)を用いた。試験結果を表3に示す。

【0039】

【表3】

表3 シャルピー衝撃強度試験

材質	シャルピー衝撃値 ( $\text{J}/\text{cm}^2$ )	衝撃値の比
A 材	6.7	1.0
B 材	5.3	0.8
C 材	6.7	1.0

【0040】浸炭窒化処理を行なったB材(比較例)の  
シャルピー衝撃値は、普通焼入れのA材(比較例)より  
高くないが、C材はA材と同等の値が得られた。

【0041】(3) 静的破壊靱性値の試験

図7は、静的破壊靱性試験の試験片を示す図である。こ  
の試験片のノッチ部に、予き裂を約1mm導入した後  
に、3点曲げによる静的荷重を加え、破壊荷重Pを求め

た。破壊靱性値 ( $K_{Ic}$  値) の算出には次に示す (I) 式を用いた。また、試験結果を表 4 に示す。

$$K_{Ic} = (PL\sqrt{a/BW^2}) \{ 5.8 - 9.2(a/W) + 43.6(a/W)^2 - 75.3(a/W)^3 + 77.5(a/W)^4 \} \dots (I)$$

【0042】

【表4】

材質	試験数	$K_{Ic}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$K_{Ic}$ の比
A 材	3 個	16.3	1.0
B 材	3 個	16.1	1.0
C 材	3 個	18.9	1.2

【0043】予き亀裂深さが浸炭窒化層深さよりも大きくなったため、比較例の A 材と B 材とは違いはない。しかし、本発明例の C 材は比較例に対して約 1.2 倍の値を得ることができた。

【0044】(4) 静圧壊強度試験

図 8 は、静圧壊強度試験の試験片を示す図である。図中、P 方向に荷重を付加して、静圧壊強度試験を行なった。試験結果を表 5 に示す。

【0045】

【表5】

表5 試験結果

材質	試験数	静圧壊強度 (kgf)	静圧壊強度の比
A 材	3 個	4200	1.00
B 材	3 個	3500	0.84
C 材	3 個	4300	1.03

20

\*

材質	試験数	表面硬度 (HRC)	残留アム (%)	寸法変化率 ( $\times 10^{-5}$ )	寸法変化率の比 <sup>(*)</sup>
A 材	3 個	62.5	9.0	18	1.0
B 材	3 個	63.6	28.0	35	1.9
C 材	3 個	60.0	11.3	22	1.2

\*: 小さい方が優れている

【0049】残留オーステナイト量の多い B 材の寸法変化率に比べて、本発明例の C 材は 2 分の 1 以下に抑制されていることがわかる。

【0050】(6) 異物混入潤滑下における寿命試験  
玉軸受 6206 を用い、標準異物を所定量混入させた異物混入潤滑下での転動疲労寿命を評価した。試験条件を表 7 に、また試験結果を表 8 に示す。

【0051】

【表7】

荷重	Fr=6.86kN
接触面圧	Pmax=3.2Gpa
回転速度	2000rpm
潤滑	タービン油 56 油浴給油
異物量	0.4g/1000cc
異物	粒径 100~180 $\mu$ m、硬さ Hv800

【0052】

【表8】

【0046】浸炭窒化処理を行なっている B 材は普通焼入れの A 材よりもやや低い値である。しかしながら、本発明の C 材は、B 材よりも静圧壊強度が向上し、A 材と遜色ないレベルが得られている。

【0047】(5) 経年寸法変化率

保持温度 130℃、保持時間 500 時間における経年寸法変化率の測定結果を、表面硬度、残留オーステナイト量 (0.1mm 深さ) と併せて表 6 に示す。

【0048】

【表6】

材質	$L_{10}$ 寿命 (h)	$L_{10}$ の比
A 材	20.0	1.0
B 材	50.2	2.5
C 材	45.8	2.3

【0053】A 材に比べ、従来の浸炭窒化処理を施した B 材は約 2.5 倍になり、また、本発明例の C 材は約 2.3 倍の長寿命が得られた。本発明例の C 材は、比較例の B 材に比べて残留オーステナイトが少ないものの、窒素の侵入と微細化されたマイクロ組織の影響でほぼ同等の長寿命が得られている。

【0054】上記の結果より、本発明例の C 材、すなわち本発明の熱処理方法によって製造された軸受部品は、従来の浸炭窒化処理では困難であった転動疲労寿命の長寿命化、割れ強度の向上、経年寸法変化率の低減の 3 項目を同時に満足することができるとわかった。

【0055】今回開示された実施の形態はすべての点で例示であって制限的なものではないと考えられるべきである。本発明の範囲は上記した説明ではなくて特許請求

の範囲によって示され、特許請求の範囲と均等の意味および範囲内でのすべての変更が含まれることが意図される。

【図面の簡単な説明】

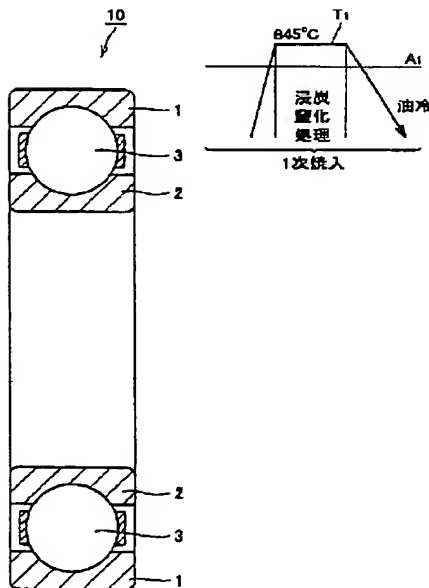
【図 1】 本発明の実施の形態における転がり軸受を示す断面図である。

【図 2】 本発明の実施の形態における熱処理方法を説明する図である。

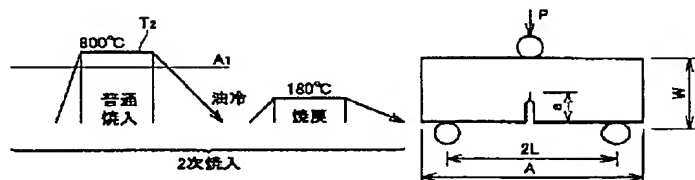
【図 3】 本発明の実施の形態における熱処理方法の変形例を説明する図である。

【図 4】 軸受部品のマイクロ組織、とくにオーステナイト粒を示す図である。(a)は本発明例の軸受部品であり、(b)は従来の軸受部品である。

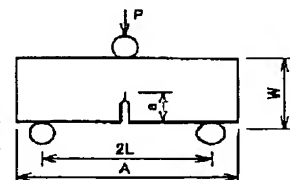
【図 1】



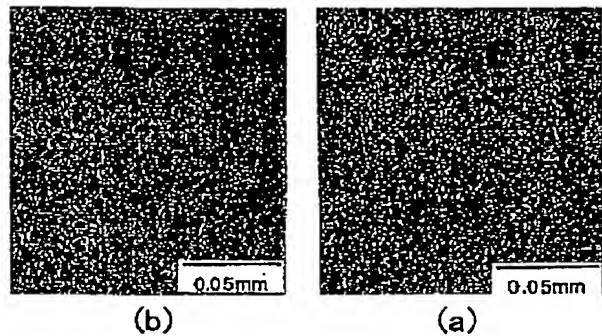
【図 2】



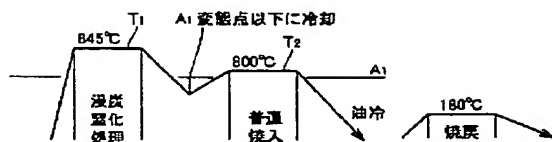
【図 7】



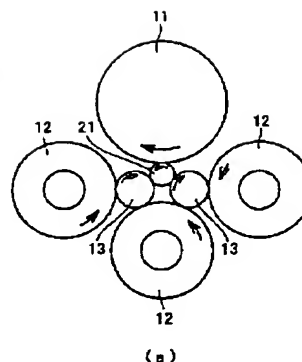
【図 4】



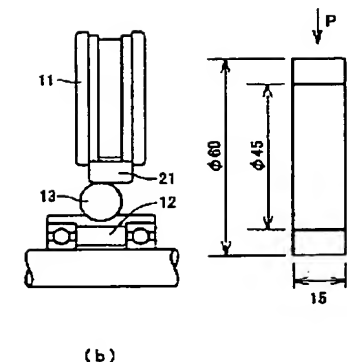
【図 3】



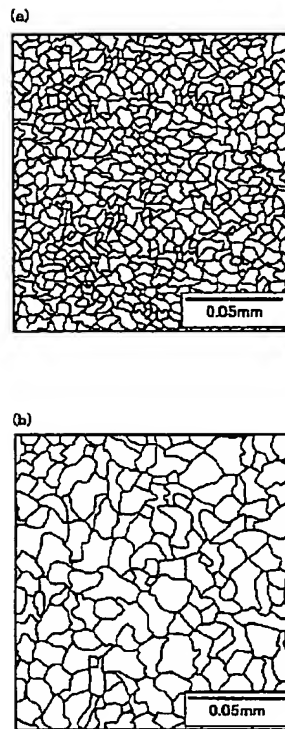
【図 6】



【図 8】



【図 5】




---

フロントページの続き

(51) Int. Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームコード (参考)
F 1 6 C	33/32	F 1 6 C	33/32
	33/34		33/34
	33/62		33/62
	33/64		33/64
F ターム (参考)	3J101 AA02 AA12 AA32 AA42 AA52		
	AA62 BA10 BA70 DA02 DA03		
	EA03 FA35 FA44 GA11		
	4K028 AA03 AB01 AC01		
	4K042 AA22 BA01 BA02 BA04 CA06		
	DA01		